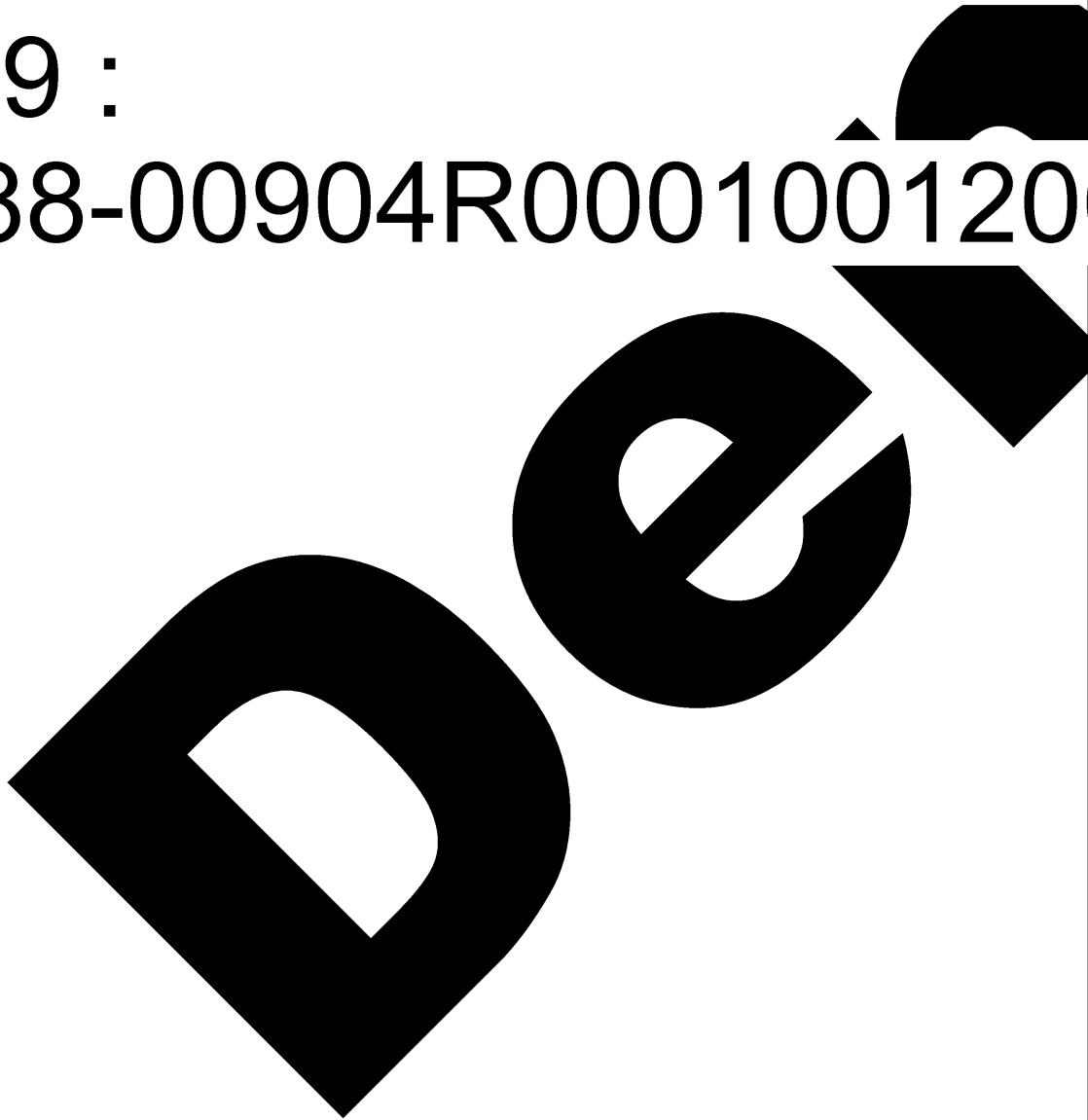


Approved For Release STAT
2009/08/19 :
CIA-RDP88-00904R000100120



Approved For Release
2009/08/19 :
CIA-RDP88-00904R000100120





Вторая Международная Конференция
Организации Объединенных Наций
по применению атомной энергии
в мирных целях

A/CONF/15/P/2190/
USSR
ORIGINAL: RUSSIAN

Не подлежит оглашению до официального сообщения на Конференции

ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРЕВОВ
И ОХЛАЖДЕНИЙ НА РАЗМЕРНУЮ И СТРУКТУРНУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ
РАЗЛИЧНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.

А.А.Бочвар, Г.Я.Сергеев, А.А.Кулькова,
Л.И.Колобнева и Г.И.Томсон.

I. ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА РАЗМЕРНУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.

Введение.

При циклических нагревах и охлаждениях практически во всех металлах и сплавах обнаруживаются, при определенных для каждого материала условиях, остаточные изменения размеров испытываемых образцов или изделий.

Как будет видно, причины возникновения напряжений и характер изменений при циклической термической обработке (далее сокращено ц.т.о.) в разных материалах могут быть различны.

Явления, происходящие при ц.т.о., привлекли особое внимание металловедов в связи со специфическим поведением урана под облучением в реакторах, а также и при ц.т.о. без облучения / 1,2,3,4, 5/.

Однако поведение урана вовсе не является уникальным и многие явления при ц.т.о. имеют гораздо более общий характер.

Ещё в 1946-47г в работах Боаса и Хоникомба было показано, что металлы с некубической решеткой при ц.т.о. испытывают, характерное и для урана, появление шероховатости на ранее гладкой поверхности образцов. Поскольку указанные авторы не обнаружили подобного явления на металлах с кубической кристаллической решеткой ими

- 2 -

были сделаны выводы, что причиной явления служит только анизотропия коэффициента линейного расширения и что в металлах с кубической решеткой подобных явлений ожидать нельзя.

Справедливые для частного случая выводы из работы Боаса и Хоникомба были использованы при изучении резко анизотропных "некубических" металлов и получили широкое признание в англо-американской литературе. Однако эти же выводы, повидимому, в силу излишнего их обобщения, и явились причиной того, что даже при изучении явлений термической усталости жаропрочных кубических материалов от внимания американских исследователей ускользнули существенные остаточные изменения размеров образцов, испытываемых при ц.т.о.

Из доклада Ларджа о ц.т.о. жаропрочных сплавов /6/ и из дискуссии по этому докладу видно, что во времени совещания (1955, октябрь) докладчику не было известно об остаточных изменениях размеров при ц.т.о. Только в дискуссии В.Кривобок отметил, что он наблюдал остаточные деформации на подвергнутых ц.т.о. образцах, на что в заключении Ларджа сообщил, что это ему не было известно и что в дальнейшем он проверит это сообщение.

Давно известные факты изменения размеров образцов железа, углеродистой и низколегированной стали, подвергнутых ц.т.о. при температурах ниже $A_{\text{ci}} / 57,8,9/$, правильно объяснялись в литературе, как результат действия термических напряжений, но при этом, поскольку количественные данные имелись только для железных материалов с объемноцентрированной кубической решеткой основной фазы, а эти данные показывали, что изменения идут в сторону уменьшения поверхности тела, в ряде работ был сделан неправильный вывод, что при ц.т.о. всякое тело стремится приблизиться по форме к шару /10/.

Как будет видно из материалов настоящей статьи, разные металлы даже при наличии кубической решетки ведут себя различно при ц.т.о., и потому вышеуказанный вывод не является общим.

На результат ц.т.о. сильное влияние оказывает форма образцов. Путём изменения геометрии образцов можно изменить величину и даже знак эффекта ц.т.о. Однако для существенного изменения размеров и тем более знака эффекта ц.т.о. нужны очень резкие изменения формы, например, для изменения знака эффекта иногда необходим переход от листа к проволоке (но и этого не во всех случаях достаточно).

284/8-6/

- 3 -

В то же время, как дальше в данной статье будет показано, даже небольшие изменения состава могут вызвать очень резкие изменения размеров и знака эффекта ц.т.о.

2. МЕТОДИКА И ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.

Исследование были подвергнуты алюминий, медь, никель, цинк, уран, армо-железо, а также серии сплавов меди с цинком и алюминия с цинком, алюминий и силумин. Для исследования влияния ц.т.о. на сплавы железа были избраны углеродистая и некоторые легированные стали. Циклической термической обработке были подвергнуты и некоторые жаропрочные сплавы.

Состав исследованных материалов приведен в таблице № 1(а, б).

Циклическая термическая обработка проводилась в основном на плоских образцах (в виде пластин) шириной от 30 мм до 50 мм, длиной от 50 мм до 150 мм и толщиной, как правило, 2 мм изготовленных из литых и прокатанных материалов.

Параметры термических циклов для всех исследованных материалов указаны в таблице № 2.

3. СВЯЗЬ ЯВЛЕНИЙ ПРИ Ц.Т.О С ТЕМПЕРАТУРОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ И С РАЗВИТИЕМ ДИФФУЗИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ.

Наши опыты по ц.т.о. самых различных металлов и сплавов показали, что для получения существенного остаточного изменения размеров необходимо иметь определенный перепад температур, а необходимо, чтобы верхняя температура цикла была не ниже определенной величины.

Так ц.т.о. железа и никеля не дает эффекта если T_{\max} ниже 500°C ; ц.т.о. меди не даёт эффекта при T_{\max} ниже 300°C . Аналогично для алюминия необходимо, чтобы T_{\max} была больше 200°C , для урана T_{\max} должна быть выше 400°C и т.д.

Увеличение перепада температур за счет снижения минимальной температуры цикла не дает эффекта, если максимальная температура ниже указанных значений.

Сопоставив вышеуказанные низкие значения T_{\max} с значениями температур начала рекристаллизации тех же металлов, по-види-

- 4 -

Таблица № I-а

Сплав	Содержание элементов в % ¹⁾								
	C	Cr	Ni	Fe	Cu	W	Nb	Ti	Al
"A" 0,1	19- -22	0CH	10,0	-	2,8 -3,5	1,6 -2,1	-	-	2,3 -3,0
"Б" 2) 0,1	10,0 -12,5	18,0 -21,0	0CH	-	-	-	-	2,6 -3,2	0,8
"В" 0,1	23,5 -26,5	0CH	4,0	-	13,0 -16,0	-	-	0,3 -0,7	-
"Г" 0,12	19,0 -22,0	75	1,0	0,2	-	-	-	0,15 -0,35	0,15
"Д" 0,06 -0,12	20,0 -23,0	35,0 -40,0	0CH	-	2,5 -3,5	1,2 -1,7	0,7- -1,2	0,5	
"Е" 3) 0,12	13,0 -16,0	0CH	5,0	-	5,0 -7,0	-	-	1,7 -2,2	2,4 -2,9
"Ж" 0,06	19,0 -22,0	0CH	1,0	0,07	-	-	-	2,3 -2,7	0,55 -0,95
IXI8H9T	-	18,0	9,0	0CH	-	-	-	0,4	-

Примечание: 1. Во всех сплавах содержание *Si* и *Mn* было в пределах от 0,4 до 1,0%, а содержание *S* и *P* не превышало 0,03%.

2. Сплав содержит 0,02% *B*.

3. Сплав содержит 1,0% *V* и 4,5% *Mo*.

Таблица № I-б

Материал	Содержание элементов в %								
	Si	Fe	Cu	Al	Ni	C	Mn	B	U
Алюминий 0,0025	0,0035	0,005	99,99	следы	-	-	-	-	-
Алюминий (технич.) 1,46	0,32	-	ост	следы	-	-	-	-	-
Силумин 13,0	0,33	-	ост	-	-	-	-	-	-
Медь	-	0,005	99,9	-	0,002	-	-	-	-
Уран	0,0017	0,012	0,0008	-	0,0006	0,14	0,0012	1,3 ⁻⁵	99,69

22448 - 61

- 5 -

Таблица № 2.

Материал	Температурные интервалы п.т.о. в $^{\circ}\text{C}$.	Примечание
Сплав "А"	20° - 600° ; 20° - 750° ; 20° - 800° ; 20° - 900°	Скорость нагрева,
Сплав "Б"	20° - 600° ; 20° - 750° ; 20° - 800° ; 20° - 900°	как правило, была равна $\sim 70^{\circ}/\text{мин.}$
Сплав "В"	20° - 600° ; 20° - 750° ; 20° - 800° ; 20° - 900°	
Сплав "Г"	20° - 600° ; 20° - 750° ; 20° - 800° ; 20° - 900°	Скорость охлажде- ния,
Сплав "Д"	20° - 600° ; 20° - 750° ; 20° - 800° ; 20° - 900°	
Сплав "Е"	20° - 750° ; 20° - 800° ; 20° - 900°	порядка
Сплав "Ж"	20° - 750° ; 20° - 800° ; 20° - 900° ,	$800^{\circ}/\text{сек.}$
Алюминий	15° - 300° ; 15° - 400° ; 15° - 500°	Выдержка
Медь	15° - 500°	при T макс
Никель	15° - 600°	была равна
Уран	20° - 500° ; 20° - 800°	10 мину- там.
Х18Н9Т	15° - 800°	
Сталь-3	15° - 600°	
Армко- железо	15° - 600° , на отд.цилиндр. и кубич.образцах 15° - 700°	
Цинк	10° - 340°	
Силумин	20° - 300° , 20° - 500°	
Сплавы АЕ-2п	13° - 340°	
Сплавы АС-2п	15° - 560°	

молу, можно считать, что верхняя температура цикла должна быть выше, а при коротких длительностях цикла заметно выше температуры начала рекристаллизации или, иначе, температуры достаточно сильного развития диффузионных явлений.

Если за счет введения легирующих компонентов или примесей удаётся поднять температуру рекристаллизации сплава, то одновременно повышается и соответственная верхняя температура термического цикла, необходимая для возникновения заметных изменений

- 6 -

размеров. Последнее очень хорошо видно на опытах с алюминием разной степени чистоты.

Указанная зависимость эффекта ц.т.о. от абсолютного значения верхней температуры цикла, вероятно, объясняется тем, что только благодаря снятию напряжений и разупрочнению, которые происходят при $T > T_{\text{раск}}^{\text{раск}}$, обеспечивается возможность повторения многих циклов с практическим одинаковым результатом. Без снятия напряжений явление изменения размеров должно было бы ослабевать при увеличении числа циклов, если механизм явления - пластическая деформация.

Если же механизм явления - направленная диффузия, то необходимость высокой $T_{\text{макс}}$ связана с обеспечением достаточной подвижности атомов.

4. ВЛИЯНИЕ Ц.Т.О. НА ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ ОБРАЗЦОВ ИЗ МЕТАЛЛОВ С ГРАНЦЕНТРИРОВАННОЙ И ОБЪЕМНОЦЕНТРИРОВАННОЙ КУБИЧЕСКОЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКОЙ.

Для исследования были взяты алюминий, никель и первоначальная сталь 1Х18Н9Т, имеющие кубическую гранецентрированную решетку, а также углеродистая сталь и арко-железо - с кубической объемноцентрированной решеткой основной фазы.

Результаты измерения размеров образцов из алюминия, деформированного путем холодной прокатки с обжатием на 75%, после различного количества термических циклов в температурных интервалах $15^{\circ}-300^{\circ}$; $15^{\circ}-400^{\circ}$; $15^{\circ}-500^{\circ}$ представлены на рис. 1, а видный вид пластики до и после ц.т.о. показан на рис. 2.

Из приведенных данных следует, что в алюминии под действием повторных нагревов и охлаждений происходят значительные изменения линейных размеров образцов, возрастающие с увеличением числа циклов.

Однако в деформированном алюминии напряжение и величина остаточной деформации под действием термических циклов не зависит практически от степени деформации и направления вырезки образцов относительно оси прокатки.

Образцы из металла как бы раскручиваются под действием термических напряжений, возникающих в связи с наличием температур-

ного градиента.

Следует отметить, что при ц.т.о. деформированного, сильно загрязненного кремнием технического алюминия, в тех же температурных интервалах, направлений рост образцов значительно иеные (см. рис.1). Следовательно, наличие различных примесей в алюминии задерживает направленный рост металла при ц.т.о.

Под действием термических циклов в температурном интервале 15° - 500°C размеры медных пластин заметно изменяются в том же направлении, что и у алюминия, но в меньших масштабах. Рост меди резко усиливается при повышении максимальной температуры цикла до 550° - 600°C и выше.

Результаты измерений размеров пластин из никеля, деформированного путем прокатки при комнатной температуре с обжатием 75%, после различного числа термических циклов от 15° до 600°C представлены на рис.3. Из рассмотрения этих данных следует, что длина и ширина пластин под действием переменных нагревов и охлаждений увеличивается при одновременном уменьшении толщины.

На рис.4 показано изменение длины пластин из стали марки 1Х18Н9Т после ц.т.о. в температурном интервале 15° - 800°C .

При ц.т.о. металлов, имеющих кубическую объемноцентрированную решетку основной фазы (например, сталь-3, армко-железо), в интервале температур от 15° до 600°C наблюдается прямо противоположное изменение размеров пластин, т.е. уменьшение длины и ширины, и увеличение толщины пластин.

Так, после 600 циклов длина и ширина пластин из стали-3 уменьшились соответственно на 3,5 и 1,5%.

Как будет указано далее, очень резкое сокращение длины за счет увеличения толщины образца даёт чистая бета-латунь, являющаяся однородным твердым раствором с такой же кубической объемноцентрированной решеткой, как и железо.

Влияние формы и размеров образцов на направление и величину их формоизменения иллюстрируется данными рис.5 / а и б /, на котором показан внешний вид цилиндров и кубов из армко-железа и алюминия / исходные размеры цилиндров: диаметр 40 мм и высота 70 мм; кубы с ребром 30 мм / до и после 300 термических циклов в диапазоне температур от 20° до 700°C для армко и от 20° до 500°C для алюминия.

Из рассмотрения данных рис.5 / а и б / следует, что направ-

- 8 -

ление формоизменения под действием ц.т.о. цилиндров и кубов из армко-железа и алюминия то же, что и у пластин из тех же металлов.

Следовательно, тип пространственной решетки для металлов, обладающих кубической решеткой, оказывает влияние на направление остаточной деформации.

5. ВЛИЯНИЕ ЧТО НА ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ "НЕКУБИЧЕСКИХ" РЕЗКО АНИЗОТРОПНЫХ ОДНОФАЗНЫХ МЕТАЛЛОВ.

А. Уран. Из литературных данных / 4,5,II / известно, что в деформированном уране, обладающем резко выраженной анизотропией свойств, особенно коэффициента линейного расширения, под действием ц.т.о. происходят остаточные изменения размеров образцов, исчисляемые иногда десятками и даже сотнями процентов.

В данном случае величина и направление изменения размеров образцов определяются направлением оси образца относительно направления деформации металла, т.е. его текстурой и степенью её выраженности.

На рис.6 показан внешний вид образцов урана, после 500 термических циклов от 20° до 500°С, вырезанных в 3-х различных направлениях из листа, прокатанного при 300°С с обжатием в 70%.

Образец, вырезанный вдоль прокатки, удлиняется и уменьшается по ширине. Образец вырезанный поперек прокатки сокращается по длине и расширяется, а образец, вырезанный под углом 45° к направлению прокатки, изменяет свою форму, как показано на рис.6.

Анизотропию коэффициента линейного расширения урана можно устранить, изменив его пространственную решётку путём добавления, например, 9% вес. молибдена.

В этом случае, в гомогенизированном сплаве основной структурной составляющей будет γ -фаза, обладающая объёмноцентрированной решёткой.

В образце из сплава с 9% Mo формоизменение под действием ц.т.о. при нагревах до 500°С практически отсутствует.

Следует учесть, что его температура рекристаллизации и прочностные характеристики превышают таковые для чистого урана.

Приведенные данные свидетельствуют о том, что явление остаточной деформации α -урана в сильной степени зависит от текстуры, имеющейся в образцах, т.е. от анизотропности металла.

- 9 -

Другим методом уменьшения фракционирования урана является создание поликристаллической сверхизотропной структуры путём закалки из β или γ -области.

В уране особенно наглядно наблюдается изменение направления остаточной деформации под действием ц.т.о. в зависимости от того, находится ли верхняя температура термического цикла в α , β или γ -области.

Например, после 500 циклов в пределах от 15° до 800°C, пластина длиной 85 мм, шириной 10 мм и толщиной 2 мм, изготовленная из урана, обжатого при прокатке на 70%, вместо уменьшения толщины при ц.т.о. в α -области, увеличила свою толщину (см. рис.7).

б. Цинк.

Другим примером металла с некубической кристаллической решёткой является гексагональный цинк. Цинк был изучен в отношении эффекта ц.т.о. в работах Боаса и Хоникомба и Буркса и Туриало /12,13/. Эти работы показали наличие остаточных изменений размеров поликристаллического и двукристаллического цинка.

Было проведено исследование эффекта ц.т.о. на пластинках цинка 100 мм x 25 мм x 2 мм при колебаниях температуры от 10° до 340°.

За 60 циклов длина пластин, вырезанных вдоль прокатки, увеличилась на 3,2% при изменении ширины на 1,7% и при уменьшении толщины на 5%.

6. ВЛИЯНИЕ Ц.Т.О. НА ИЗМЕНЕНИЕ РАЗМЕРОВ ОБРАЗЦОВ ИЗ СПЛАВОВ РАЗНОГО СОСТАВА.

а. Латуни разного состава.

По мере увеличения числа циклов образцы чистой меди и сплавов с 10 и 32% цинка, т.е. образцы однофазных сплавов с кубической гранецентрированной решёткой непрерывно росли в длину и ширину и сокращались в толщину, т.е. вели себя так же, как и чистые гранецентрированные металлы.

Из данных рис.8 видно, что величина эффекта ц.т.о. увеличивается по мере увеличения содержания цинка в сплаве.

Так как в указанных материалах эффект ц.т.о. вызван термическими напряжениями при изменениях температуры, то в соответ-

- 10 -

ствии с известной формулой С.П. Тимошенко:

$$\sigma_{\text{терм.}} = K \frac{E \alpha}{\lambda(1-\mu)}$$

следует считать, что в альфа-латунях величина остаточной деформации в основном определяется значением теплопроводности λ , которая сильно уменьшается от меди к предельно насыщенному альфа-твердому раствору цинка в меди, в то время как модуль упругости $/E/$ и коэффициент Пуассона $/\mu/$ почти не меняются, а $\text{к.л.р.}/\alpha/$ изменяется с увеличением содержания цинка значительно слабее, чем теплопроводность.

Если бы причиной эффекта ц.т.о. были только термические напряжения, то качественно такие же результаты должны были бы получиться и в сплавах более богатых цинком.

Однако опыты со сплавами, содержащими 40,5 и 47% вес. цинка, дали совершенно иные результаты.

Образцы этих сплавов при ц.т.о. уменьшаются по длине и ширине и растут в толщину (рис.8). Опыты с этими сплавами заставляют считать, что перемена знака эффекта ц.т.о. связана с появлением бета-фазы в сплаве.

Бета-фаза, как и объёмноцентрированная кубическая фаза железа феррит, сама характеризуется резким отрицательным эффектом ц.т.о. и при достаточно большом количестве сообщает это свое свойство всему сплаву. По опытам А.А. Зуйковой, после 200 циклов в пределах от 20° до 600° пластина из сплава меди с 47% с чистой β -структурой укоротилась на 30%, заметно увеличив толщину.

б. Сплавы АВ - Zn.

В сплавах алюминия с цинком /14/ было так же установлено, что при определенных концентрациях цинка происходит изменение знака формоизменения образцов при ц.т.о. Именно, вместо обычного для чистых алюминия и цинка увеличения длины и ширины и уменьшения толщины пластин, в алюминиевоцинковых сплавах в определенном интервале концентраций по цинку обнаруживается обратное явление, т.е. уменьшение длины и ширины и увеличение толщины пластин.

Особенно резкое уменьшение длины при ц.т.о., достигающее 5%, происходит в сплаве эвтектоидного состава при 78-79% цинка (см. рис.9).

- II -

в. Силумин.

Из рис. I0 видно, что длина образца из силумина, отлитого в кокиль, под действием ц.т.о. в температурных интервалах 20^0 - 300^0 и 20^0 - 500^0 , изменяется.

Однако изменение размеров много меньше, чем у чистого алюминия и даже несколько меньше, чем у литого и деформированного технического алюминия (см.рис. I).

Так, например, после 180 циклов в интервале температур от 20^0 до 500^0 длина пластины из чистого алюминия увеличилась на 14%, длина образца технического алюминия увеличилась на II-12%, а длина образца силумина всего лишь на 6%.

7. ВЛИЯНИЕ ЦТО НА РАЗМЕРНУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ НЕКОТОРЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ.

В таблице № 3 и на рис. II представлены результаты определения изменений длины образцов, изготовленных из жаропрочных сталей и сплавов, состав которых был указан в таблице № I, после различного числа термических циклов в температурных интервалах 20^0 - 600^0 , 20^0 - 750^0 , 20^0 - 800^0 и 20^0 - 900^0 С.

Таблица № 3.

№ пп	Сплав	Температурный интервал				ц.т.о.	Приме- чание:		
		20^0 - 600^0		20^0 - 750^0					
		200ц	500ц	200ц	500ц				
I	"А"	0,05	0,09	0,09	0,35	0,82 I,59	I2,28		
2	"Б"	0,06	0,09	0,14	I,39	2,96 7,23	32,20		
3	"В"	0,12	0,78	3,24	3,21	4,37 8,18	I0,36		
4	"Г"	0,29	I,01	3,44	4,01	3,03 9,96	I6,26		
5	"Д"	0,67	I,21	6,29	9,33	7,33 II,09	20,79		
6	"Е"	-	-	0,07	0,08	0,06 0,08	-		
7	"Х"	-	-	0,27	0,60	0,74 I,77	5,55 2,6I I0,I2		

Из приведенных данных следует, что все исследованные жаропрочные сплавы во всех исследованных температурных интервалах изменяют свои размеры под действием ц.т.о., как и другие материалы

- 12 -

с гранецентрированной кубической решеткой, и с увеличением числа термических циклов увеличение длины пластин возрастает.

8. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА
НА ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ ОБРАЗЦОВ ИЗ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛА-
ВОВ И АЛЮМИНИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ЦТО.

Явление направленной остаточной деформации в значительной степени зависит от параметров термического цикла /4,15/, в частности от верхней температуры цикла, скоростей нагрева и охлаждения и в некоторой мере зависит также от длительности выдержки при верхней температуре цикла.

На рис. II для образцов из жаропрочных сплавов наглядно показана эта зависимость. Из рассмотрения этих данных видно, что изменение линейных размеров увеличивается с повышением верхней температуры термического цикла.

Для исследования влияния скорости охлаждения на величину остаточной деформации, образцы из сплавов "А" и "Г" (см.табл. I) подвергались ц.т.о. в температурном интервале 20^0 - 800^0 С.

Скорость нагрева образцов была постоянной и равна 4^0 /сек, а скорость охлаждения менялась от $1,2^0$ /сек до 800^0 /сек.

На рис. I2 представлено изменение длины образцов из сплава "Г" после 500 циклов в зависимости от скорости охлаждения.

Из приведенных данных следует, что скорость охлаждения оказывает решающее влияние на изменение размеров образцов под действием циклических нагревов и охлаждений.

Из этого следует, что для уменьшения направленного роста деталей, работающих в конструкциях в условиях переменных нагревов и охлаждений, лучше всего по возможности снижать скорость охлаждения.

Подобное же большое влияние оказывает скорость охлаждения при ц.т.о. алюминия и других кубических металлов и сплавов.

При работе с алюминием в температурных условиях, обеспечивающих особо сильный эффект ц.т.о. (20^0 - 500^0 , выдержка при T_{\max} равна 5 минутам), было определено изменение длины за отдельные циклы при быстром и медленном охлаждении при одинаковых условиях нагрева. Эти опыты убедительно показали, что изменение длины образцов происходило только при быстром охлаждении и что даже в том случае, когда медленное охлаждение следовало за нагревом с

2848-61

- 13 -

предшествовавшим быстрым охлаждением, практически никакого увеличения длины не наблюдалось (рис. I7).

На плоских образцах, изготовленных из алюминия, исследовалось влияние времени выдержки при максимальной температуре цикла на направленный рост образцов (при сохранении постоянной скорости охлаждения).

Выдержки после достижения максимальной температуры термического цикла были равны 0,1,5,10 и 20 минутам при ц.т.о. образцов в интервале 20° - 300° и 20° - 500° С.

Результаты исследования, представленные на рис. I3, показывают, что при постоянной скорости охлаждения величина остаточной деформации в некоторой мере зависит также от длительности выдержки при верхней температуре цикла.

Так, например, при ц.т.о. образцов в интервале температур 20° - 300° величина остаточной деформации увеличивается при увеличении времени выдержки до 10 минут, а при дальнейшем увеличении времени выдержки (свыше 10') величина деформации больше не изменяется, сохраняя постоянное значение.

При ц.т.о. образцов в интервале 20° - 500° С величина остаточной деформации достигает постоянного значения уже после выдержки в течение 5 минут.

Все эти результаты свидетельствуют о том, что механизм изменения геометрических размеров образцов при ц.т.о. связан с процессом разупрочнения (возврат, полигонизация, рекристаллизация) и с течением металла под действием внутренних напряжений.

В металлах и сплавах, обладающих кубической решеткой, при нагреве образцов (при температурах выше $T_{\text{рекр.}}$) и во время выдержки при максимальной температуре цикла происходят процессы разупрочнения. Если последующее охлаждение до минимальной температуры цикла происходит медленно, то размеры образцов остаются неизменными, если же быстро, то изменяются (рис. I7). Следовательно в этих материалах изменение геометрических размеров образцов происходит только при быстром охлаждении.

В металлах и сплавах, обладающих анизотропией коэффициента линейного расширения, а также в гетерогенных сплавах, в которых структурные составляющие обладают различными коэффициентами линейного расширения, изменение размеров значительно сложнее и происходит в основном при нагреве после произошедшего быст-

- 14 -

рого охлаждения.

9. ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ, ВЫЗЫВАЕМЫЕ Ц.Т.О.

Известно /4,16/, что под действием переменных нагревов и охлаждений в некоторых металлах и сплавах с ярко выраженной анизотропией свойств происходят структурные изменения.

В частности, в уране, особенно при наличии включений карбидов, а также и в силумине под действием ц.т.о. наблюдается образование пористости (рис.14) и появление микротрещин /15/.

В данной работе микроструктурному исследованию были подвергнуты образцы до и после ц.т.о. из алюминия, моли, стали-3, латуни ЛС-59-1, силумина, урана и сплава "В".

На рис.15 в виде иллюстрации приведены микроструктуры (до и после ц.т.о.) алюминия.

В образцах из прокатанной и неотожженої ($\alpha + \beta$) - латуни происходит значительное укрупнение и изменение формы зерен α -фазы.

При ц.т.о. образцов из стали-3 перлит из пластинчатого переходит в глобулярный.

В некоторых материалах при ц.т.о. иногда образуются трещины, достигающие макроскопических размеров.

Скорость охлаждения в процессе ц.т.о. оказывает значительное влияние на структурные изменения в металлах и сплавах. Циклической термической обработке в температурном интервале 20^0 - 500^0 с вибрацией при 500^0 равной 3 минутам и охлаждением в воде подвергались образцы из алюминия высокой чистоты. Поверхность образцов перед ц.т.о. полировалась. После одного термического цикла на полированной поверхности выявились границы зерен, и при дальнейшем увеличении числа циклов у некоторых зерен наблюдалось перемещение границ, причем в ряде зерен число линий на границе точно соответствовало числу термических циклов (рис.16, а, б, в). Параллельно этому изменению границ зерен, изменялась и длина образца, измерявшаяся после каждого цикла. Если образцы охлаждались медленно (вместо с печью), то никаких изменений размеров образцов и микроструктуры не наблюдалось (см.рис.16 "г", 17). Следо-

2848 61
2848 61

- 15 -

вательно в алюминии, а вероятно и в других Г.ц.к. металлах. Управляемая остаточная деформация и перемещение границ происходит только при быстром охлаждении образцов.

При ц.т.о. урана обнаружено значительно более раннее начало и развитие процесса рекристаллизации, чем в случае изотермического отжига.

Так на рис. I8-а показана структура исходного урана, закаленного из γ -фазы и не подвергавшегося дополнительной деформации.

На рис. I8-б показано то же место образца после изотермического отжига при 550^0C в течение 5,5 часов, что соответствует времени пребывания образца во время ц.т.о. при этой температуре за 1500 циклов.

На рис. I8-в, г приведена структура подобного образца, подвергнутого ц.т.о., в интервале 100^0-550^0 , 450 и 2000 раз соответственно.

Как видно из приведенных данных, при изотермическом отжиге рекристаллизация заметно не развилаась, а при ц.т.о. за меньшее суммарное время пребывания при 550^0 рекристаллизация началась и практически полностью прошла после 2000 циклов.

Выводы.

1. При ц.т.о. всех металлов и сплавов получаются остаточные изменения размеров, если параметры цикла имеют подходящие значения.

2. Необходимыми условиями для возникновения существенных остаточных изменений размеров являются:

- а) наличие напряжений, хотя бы на одном из этапов цикла и
- б) достаточно высокая максимальная температура цикла.

3. Напряжения, необходимые для создания остаточной деформации, могут быть вызваны:

а) за счет градиента температур при резком изменении температуры; в частности, за счет локальных температурных вспышек, как например, при процессах деления атомов;

б) за счет анизотропности даже в случае кристаллического однофазного вещества, особенно за счет анизотропности в отношении коэффициента линейного расширения;

в) за счет наличия в сплавах различных, хотя бы и изотроп-

- 16 -

ных фаз с различными коэффициентами расширения;

г) за счет объёмных изменений при фазовых превращениях в сплаве.

4. Высокое значение максимальной температуры цикла необходимо для обеспечения разупрочнения при нагреве за счет диффузионных процессов возврата и рекристаллизации.

Разупрочнение обеспечивает повторяемость явлений.

Максимальная температура цикла, безусловно, должна быть выше 0,3-0,4 от абсолютной температуры плавления, а для существенного изменения размеров при небольшом числе циклов должна превышать 0,5 от абсолютной температуры плавления.

5. В кубических однофазных материалах основным видом напряжений, вызывающих остаточную деформацию, являются термические напряжения, а потому для этих материалов решающую роль играет скорость изменения температуры, особенно при охлаждении.

Направление остаточных изменений размеров пластинчатых и кубических образцов различно для гранецентрированных кубических и объемноцентрированных кубических металлов.

6. В "некубических" однофазных материалах, помимо термических напряжений первого рода, основную роль могут играть напряжения, вызванные различием коэффициента линейного расширения, а потому для этих материалов решающее значение имеет текстура металла.

Влияние скорости охлаждения в этом случае может быть косвенным или дополнительным, а не основным.

7. В гетерогенных сплавах результирующее изменение размеров должно определяться как термическими напряжениями, так и напряжениями вследствие различия к.л.р., однако, в этом случае роль текстуры может быть второстепенной, т.к. различие к.л.р. разных фаз не связано с текстурой основы и может вовсе не зависеть от нее.

8. В металлах и сплавах с фазовыми превращениями результирующее изменение размеров зависит от соотношения напряжений всех перечисленных категорий и в отдельных случаях может резко меняться с изменением состава сплава (например, в сплавах $Al - Zn$).

9. В основе наблюдаемого формоизменения пластинчатых образцов при ц.т.о. лежат процессы течения, вызываемые напряжениями при изменении температуры и процессы разупрочнения при нагреве, при вы-

242 - 61

держке при T_{max} и в высокотемпературной части охлаждения. Процессы разупрочнения обеспечивают многократную повторяемость цикла.

ЛИТЕРАТУРА.

I. ^{x)} Pugh S.F., "Damage Occuring in Uranium during Burnup". Paper N443.

2. ^{x)} Paine S.H. and Kittel I.H., "Irradiation Effects in Uranium and its Alloys". Paper N745.

3. ^{x)} Billington D.S., "Radiation Damage in Reactor Materials". Paper N744.

4. ^{x)} Chiswick H.H. and Kelman L.R., "Thermal Cycling Effects in Uranium". Paper N557.

5. Конобеевский С.Т., Кутайцев В.И., Правдик И.Ф., "Влияние облучения на структуру и свойства делящихся материалов". Доклады, представленные СССР на Международную конференцию по мирному использованию атомной энергии, Изд. А.И. СССР, (1955).

6. Lardge H.E., "Thermal Fatigue Testing of Sheet Metal", Symposium on Metallic Materials for Service at Temperatures above 1600F. ASTM Special Technical Publication N174, p.147, (1955).

7. Чернов Д.К. "О выгорании каналов в стальных орудиях". Ж.Р.Ф.О., (1912).

8. Прищепа М.И., "Термическая усталость сталей". Диссертация, (1945).

9. Гликман Л.А., Ж.Т.Ф., 7, (8), (1937).

10. Berger F., V.D.I. Zeitschrift des Vereines Deutscher Ingeniere, Band 72, 26, Juni (1928).

II. ^{x)} Foote Frank G., "Physical Metallurgy of Uranium". Paper N555.

I2. Boas W. and Honeycombe R.W.K., "The Plastic Deformation of Non-Cubic Metals by Heating and Cooling". Proc. Roy. Soc., London, 186, 57-71(1946).

I3. Burke J.E., Turkalo A.M., "Deformation of Zinc Bicrystals by Thermal Ratcheting". Trans. Am. Inst. Mining Met. Engrs., 194, P.651-656 (1952).

2848-61

- 19 -

14. Бочвар А.А., Новик П.К., Влияние состава сплавов алюминия с цинком на величину изменений размеров образцов при циклической термической обработке. Доклады Академии Наук СССР, II2, (6), 1041, (1957).

15. Бочвар А.А., Томсон Г.И., Развитие пористости в уране под действием циклической термообработки. Атомная Энергия, II, (6), 520, (1957).

16. Chiswick H.H., "The Plastic Deformation of Uranium on Thermal Cycling". Transactions of American Society for Metals, 49, 622, (1957).

x) Материалы Международной конференции 1955г по мирному использованию атомной энергии.

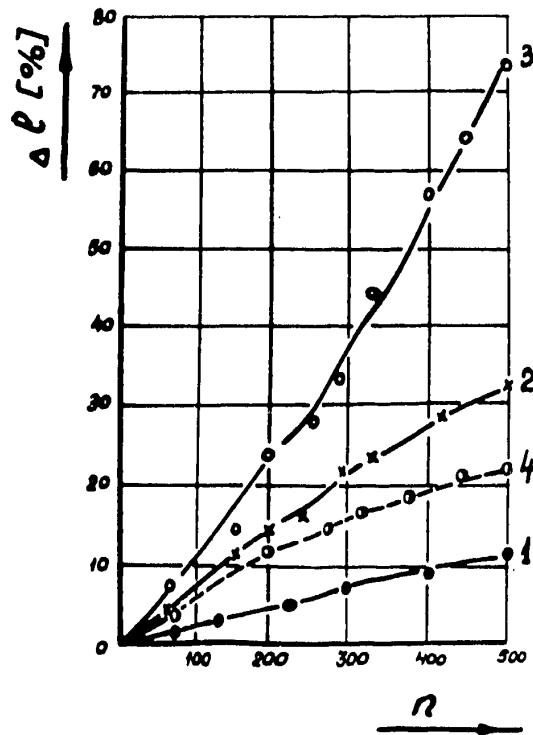


Рис. I. Изменение длины $/\Delta\ell/$ / пластин из чистого (1,2,3) и технического (4) алюминия, деформированных на 75%, в зависимости от числа циклов $/n/$ и верхней температуры цикла (для чистого алюминия).

- 1 - ц.т.о. в интервале 15^0-300^0C
- 2 - ц.т.о. в интервале 15^0-400^0C
- 3 - ц.т.о. в интервале 15^0-500^0C
- 4 - ц.т.о. в интервале 15^0-500^0C .

2848-61

2848-61

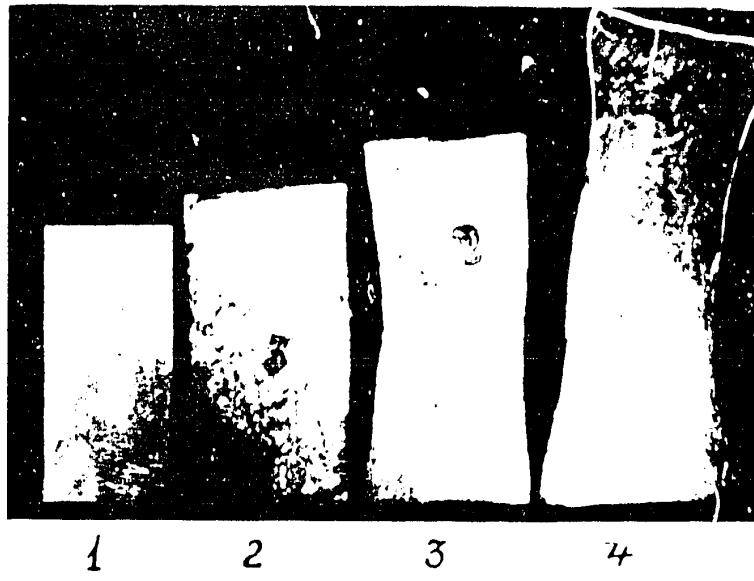


Рис.2. Внешний вид образцов из чистого алюминия до и после 500 циклов в 3-х температурных интервалах. $\times 0,8$

- 1 - образец до испытания
- 2 - 15^0 - 300^0 С
- 3 - 15^0 - 400^0 С
- 4 - 15^0 - 500^0 С.

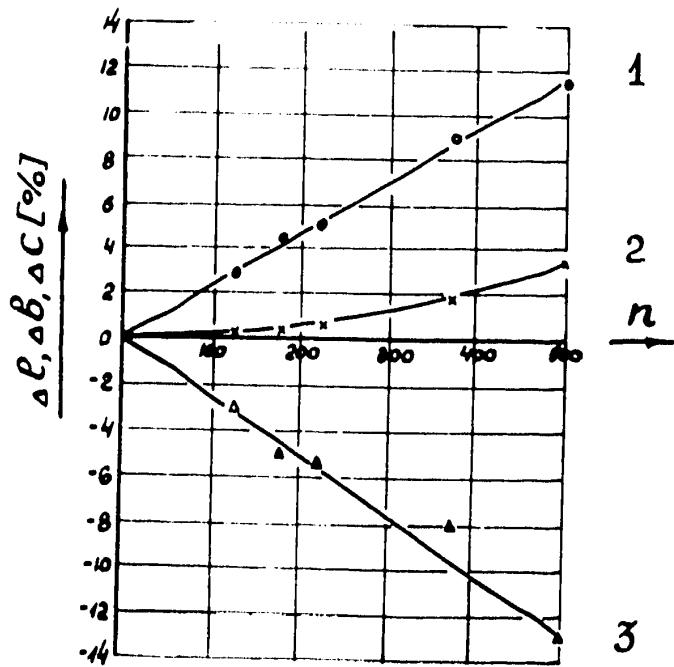


Рис.3. Изменение длины $|\Delta\ell|$, ширины $|\Delta b|$ и толщины $|\Delta c|$ пластины из никеля в зависимости от числа термических циклов $|n|$ в интервале температур от 15^0 до 600^0C .

1 - изменение длины
 2 - изменение ширины
 3 - изменение толщины.

DRAFT - 61

- 33 -

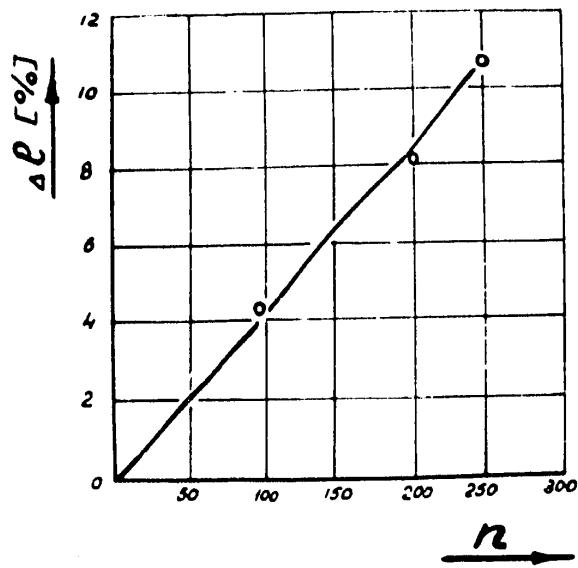


Рис.4. Изменение длины $|\Delta\ell|$ пластины из нержавеющей стали марки 1Х18Н9Т в зависимости от числа циклов $|n|$ в интервале температур от 15° до 800°C .

-24-

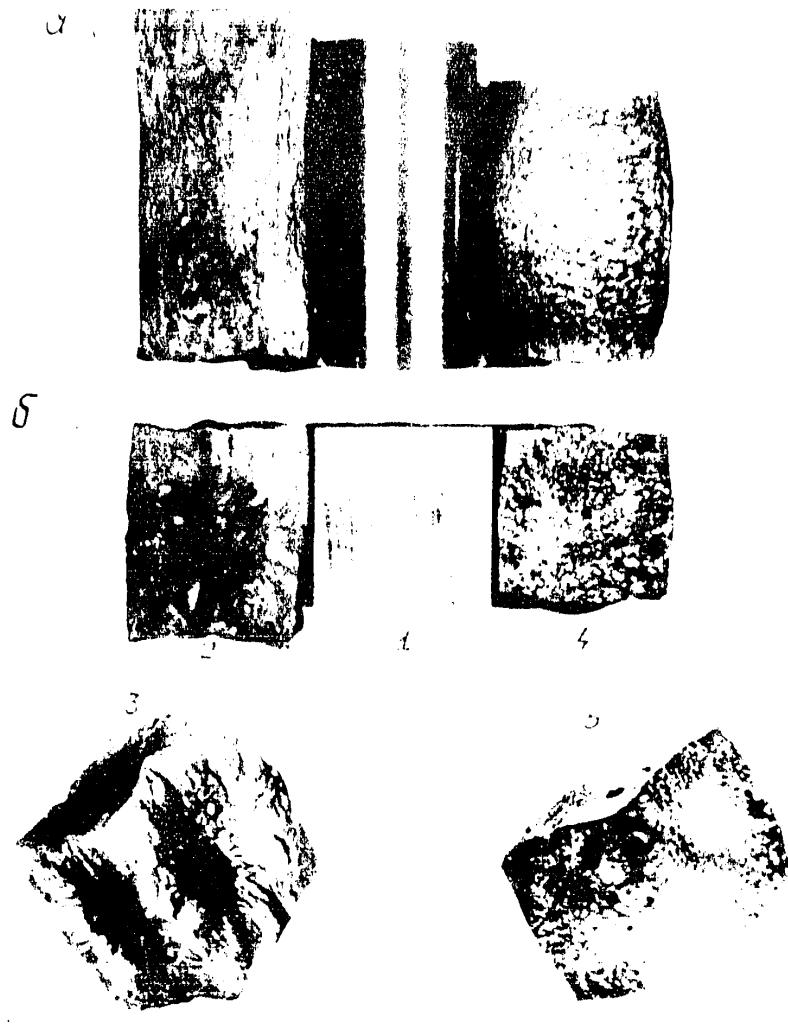


Рис.5. Внешний вид цилиндрических образцов /а/ и образцов в форме куба /б/ после циклической термической обработки.

а. 1 - образец до испытания

2 - образец из алюминия, после 300 циклов в температурном интервале 20⁰-500⁰C.

3 - образец из армко-железа после 300 циклов в температурном интервале 20⁰-700⁰C.

б. 1 - образец до испытаний

2,3 - образец из алюминия после 300 циклов в температурном интервале 20⁰-500⁰C.

4,5 - образец из армко-железа после 300 циклов в температурном интервале 20⁰-700⁰C.

- 95 -



Рис 6. Внешний вид образцов из урана
после 500 циклов в интервале
 20° - 500° С. Образцы вырезаны из
листа в различных направлениях
относительно оси прокатки

$\times 0,8$

1 - под углом 90°

2 - в направлении оси прокатки

3 - под углом 45° .

- 96 -



1 2

Рис 7. Внешний вид образца из урана до и после 500 термических циклов в температурном интервале 20° - 500° С x I.
1 -образец до испытания
2 -образец после испытания.

2848-61

-27-

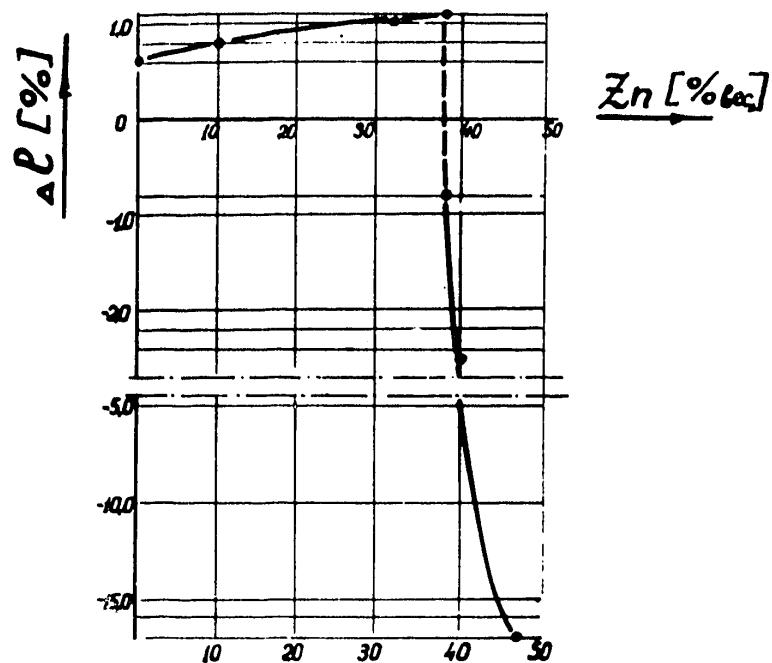


Рис.8. Изменение длины $|\Delta\ell|$ пластин медно-цинковых сплавов при циклической термической обработке в зависимости от содержания цинка.
100 циклов в температурном интервале 10^0 - 560^0 С.

-138-

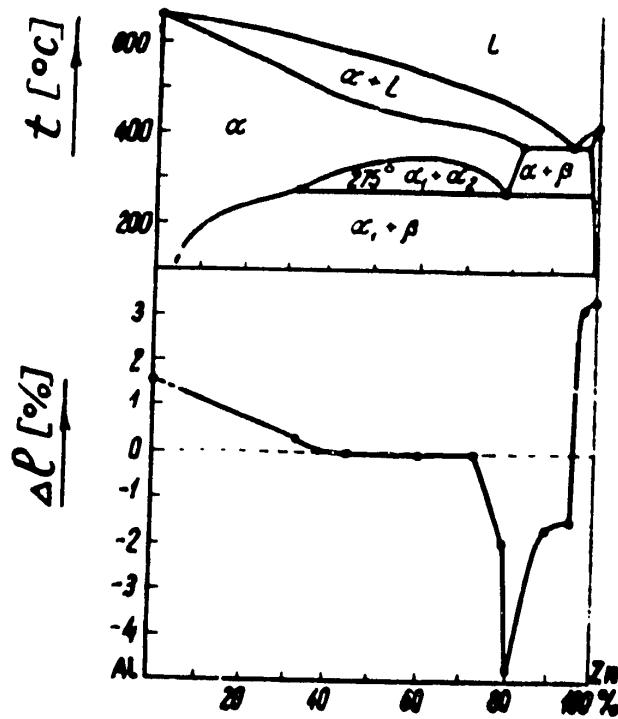


Рис.9. Изменение длины $|\Delta\ell|$ образцов сплавов системы $Al-Zn$ после циклической термической обработки.

60 циклов в температурном интервале $130-340^{\circ}$.

-29-

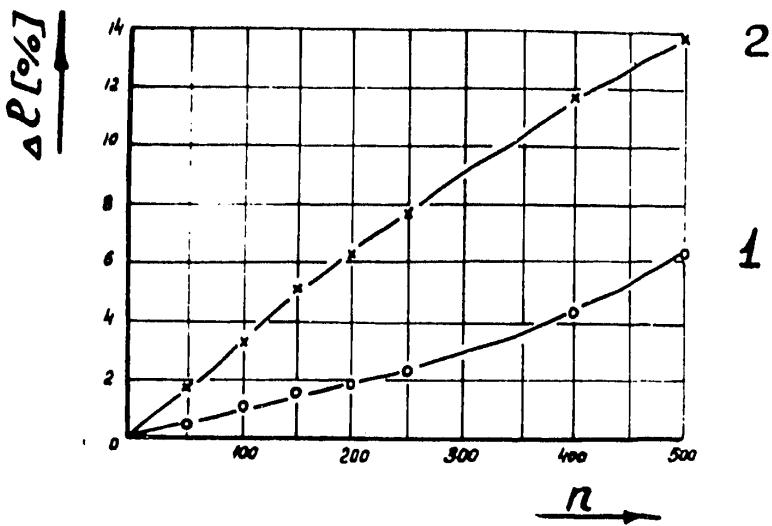


Рис.10. Изменение длины $\Delta\ell$ пластин из силумина в зависимости от числа циклов n и верхней температуры цикла.

1 - Ц.т.о. в интервале 20^0 - 300^0 С

2 - Ц.т.о. в интервале 20^0 - 500^0 С.

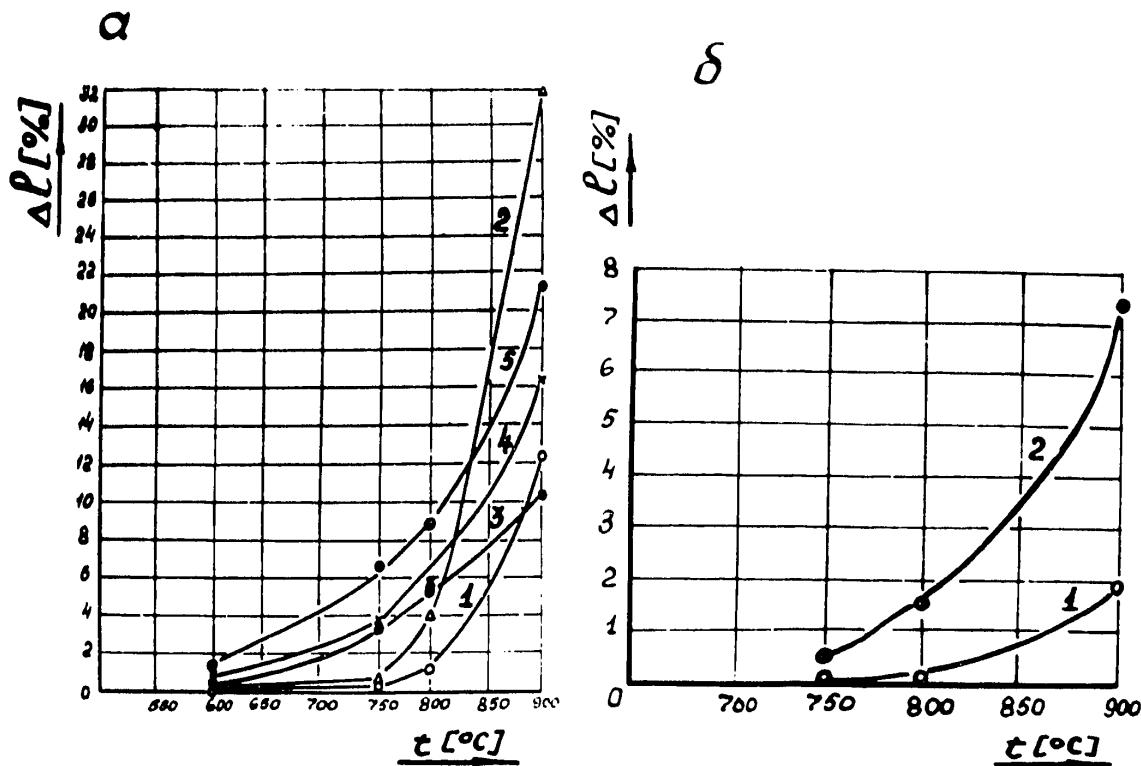


Рис. II. Изменение длины $|\Delta\ell|$ пластин из различных жаропрочных сплавов в зависимости от верхней температуры цикла.

а. 200 циклов.

- 1 - сплав "А"
- 2 - сплав "Б"
- 3 - сплав "В"
- 4 - сплав "Г"
- 5 - сплав "Д".

б. 340 циклов

- 1 - сплав "Е"
- 2 - сплав "Х".

2948-61

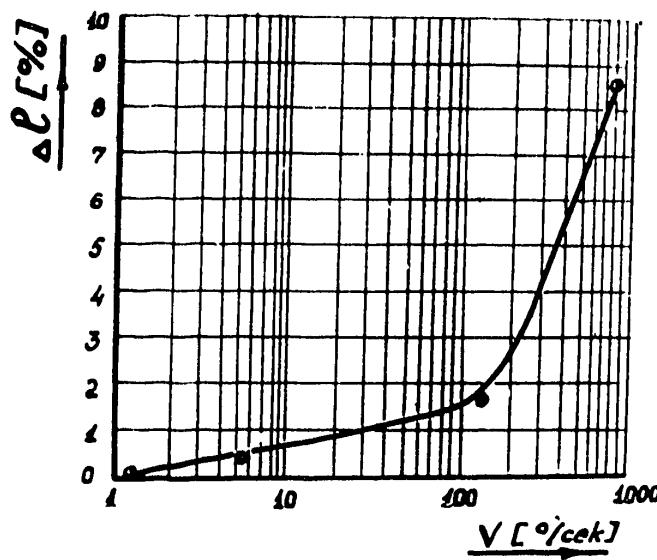


Рис.12. Изменение длины $|\Delta\ell|$ пластин из сплава Г" после 500 циклов в интервале 20^0 - 800^0 в зависимости от скорости охлаждения $|V|$.

-34-

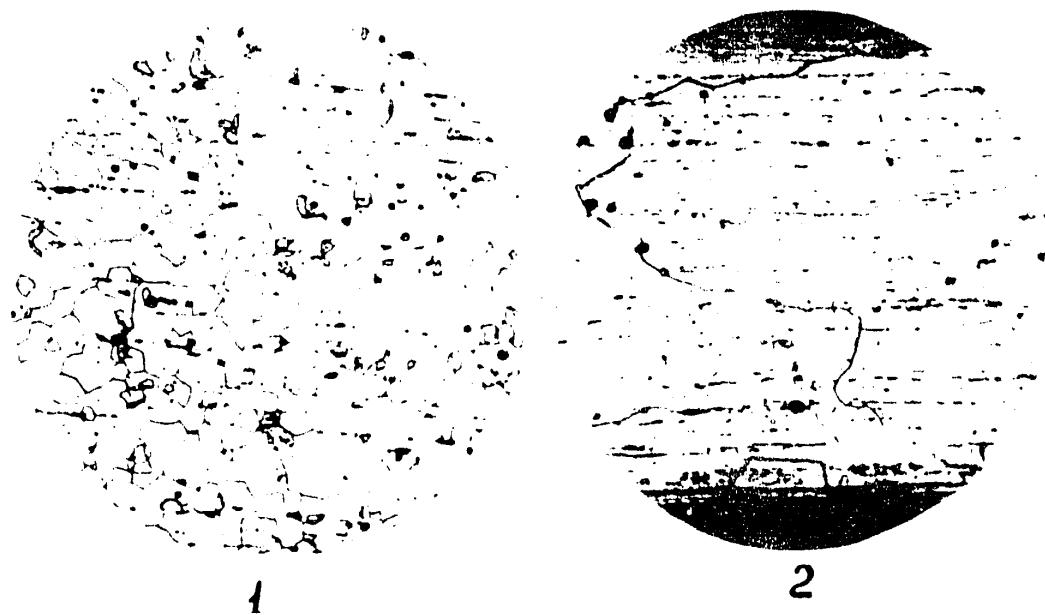


Рис.15. Микроструктура образца из алюминия
до ц.т.о. (1) и после 180 циклов
в интервале 15⁰-500⁰С (2).

2842-61

-33-

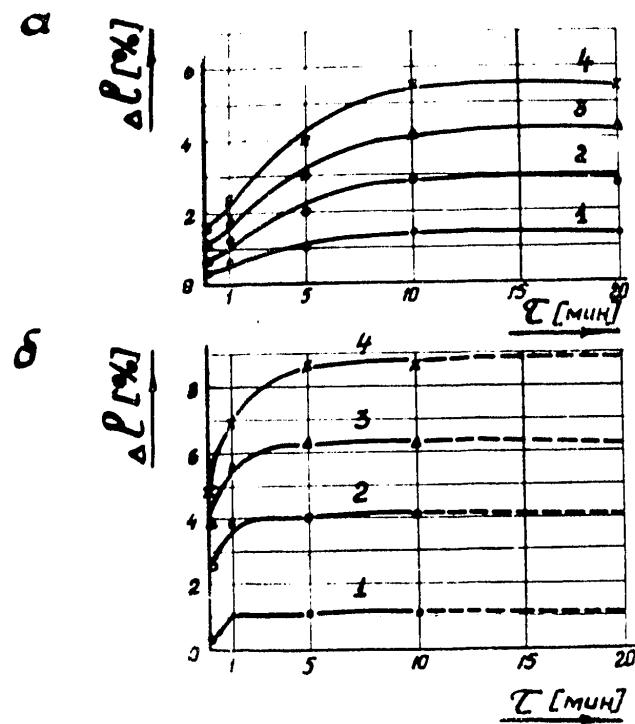


Рис 13. Изменение длины $|\Delta\ell|$ образцов из алюминия при циклической термической обработке в 2-х температурных интервалах в зависимости от времени выдержки $|\tau|$ при верхней температуре цикла.

а. Температурный интервал $200-300^\circ\text{C}$.

1-50 циклов

2-100 циклов

3-150 циклов

4-200 циклов

б. Температурный интервал $200-500^\circ\text{C}$.

1-50 циклов

2-100 циклов

3-150 циклов

4-200 циклов

-33-

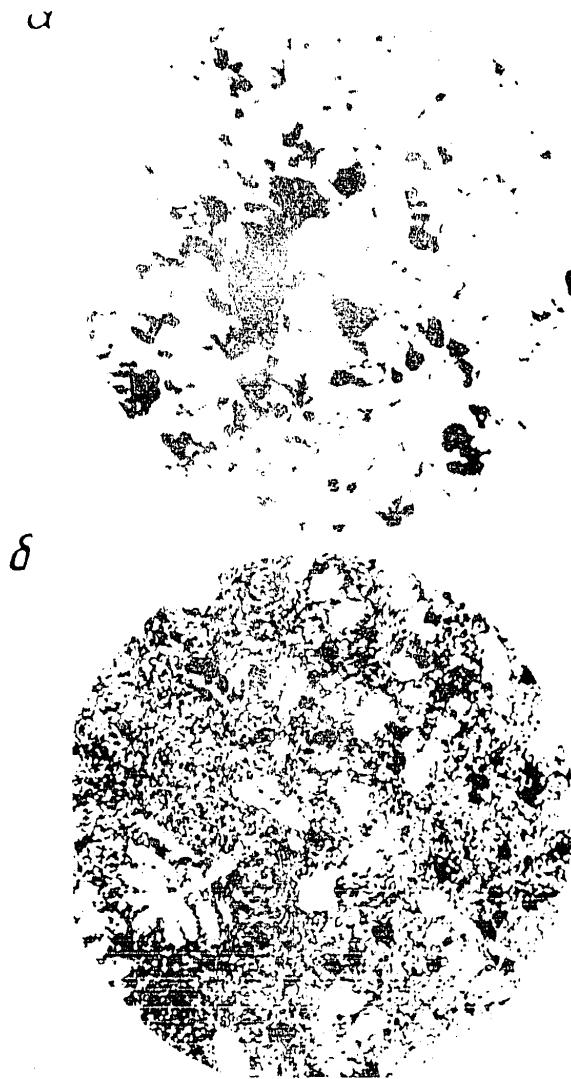


Рис. I4. Образование пористости в уране и силимии при циклической термической обработке.

а. Уран после 200 циклов в интервале 100^0-550^0C $\times 200$

б. Силимий после 500 циклов в интервале 20^0-500^0 . $\times 70$

-35-



Рис 10. Изменение микроструктуры алюминия при ц.т.с. в ди-
тервале 15° - 500° в 70.

- а. После 2-х термических циклов
- б. После 3-х термических циклов
- в. После 10-ти термических циклов
- г. то же что и (б) + нагрев и медленное охлажде-
ние.

-36-

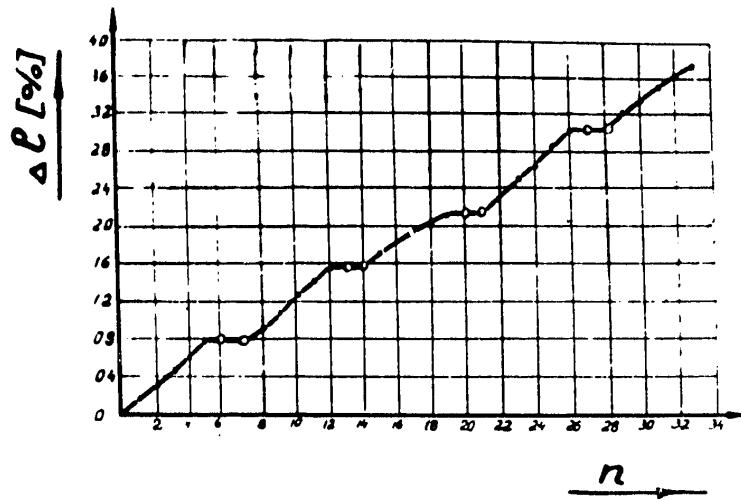


Рис.17. Изменение длины $|\Delta\ell|$ пластин из алюминия при ц.т.о. в интервале температур 20^0-500^0C в зависимости от скорости охлаждения и числа циклов $|n|$.

- охлаждение в воде
- охлаждение с печью.

28448-61

-37-

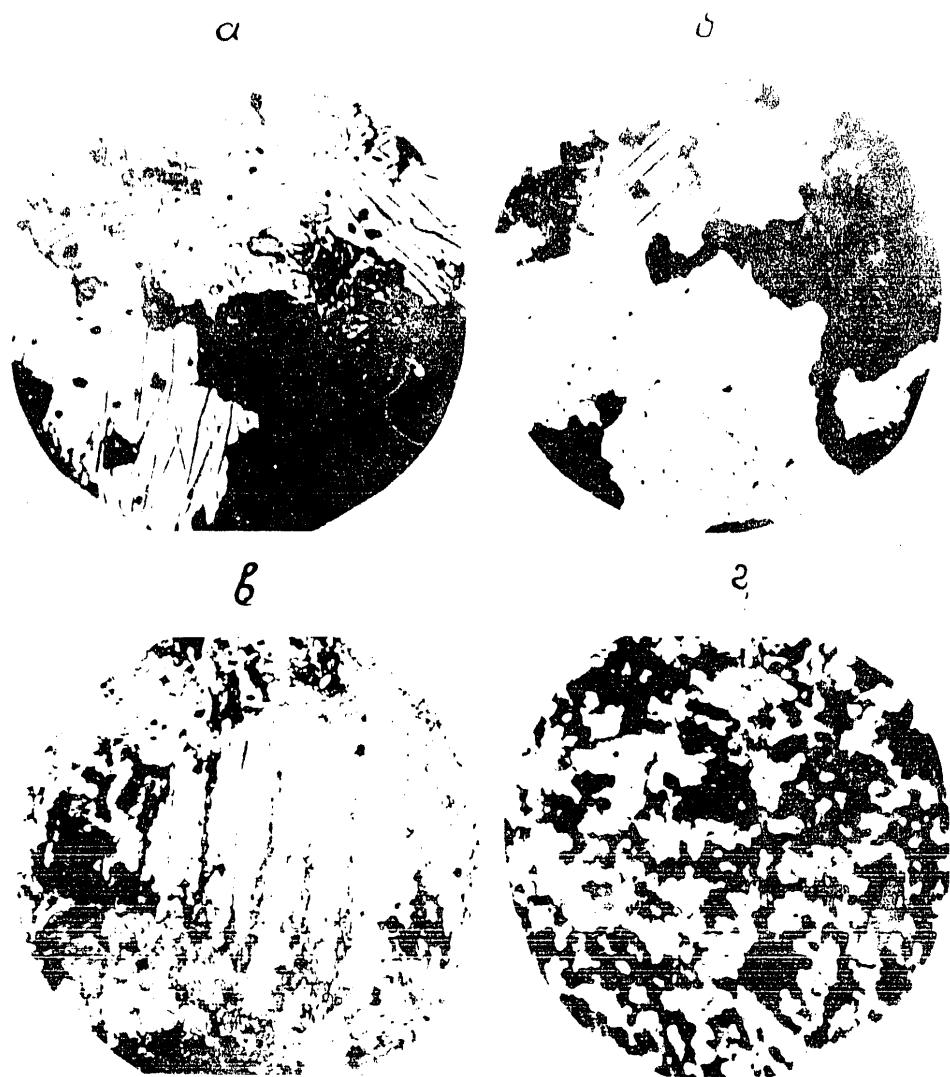


Рис I8. Изменение микроструктуры урана после термической и циклической термической обработки в температурном интервале $100^{\circ} - 550^{\circ}\text{C}$.

- а. До испытания
- б. После изотермического отжига при температуре 550°C в течение 5,5 часов.
- в. После 450 циклов
- г. После 2000 циклов